

(19)日本国特許庁 (JP)

(12)公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-183275

(43)公開日 平成10年(1998)7月14日

(51)Int.CI. ⁶	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
	C22C 9/04		C22C 9/04	
	C22F 1/08		C22F 1/08	K
	E03C 1/042		E03C 1/042	B
// C22F 1/00	601	630	C22F 1/00	601
				630 J

審査請求 未請求 請求項の数 31 FD (全9頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願平9-315840
(22)出願日 平成9年(1997)10月31日
(31)優先権主張番号 特願平8-291775
(32)優先日 平8(1996)11月11日
(33)優先権主張国 日本 (JP)

(71)出願人 000010087
東陶機器株式会社
福岡県北九州市小倉北区中島2丁目1番1号
(72)発明者 松原 隆二
福岡県北九州市小倉北区中島2丁目1番1号 東陶機器株式会社内
(72)発明者 芹江 伸之
福岡県北九州市小倉北区中島2丁目1番1号 東陶機器株式会社内
(72)発明者 中村 克昭
福岡県北九州市小倉北区中島2丁目1番1号 東陶機器株式会社内
最終頁に続く

(54)【発明の名称】銅合金、銅合金からなる接水部材及び銅合金の製造方法

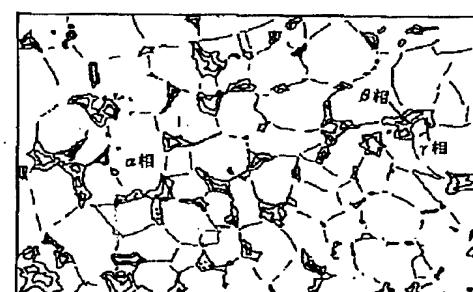
(57)【要約】

【課題】 Cu-Zn-Sn系の銅合金の耐脱亜鉛腐食性と切削性を高める。

【解決手段】 Cu-Zn-Sn系の銅合金の結晶構造は $\alpha + \beta + \gamma$ の3相であるとともに、 γ 相の面積占有比率が3%以上、 β 相の面積占有比率が35%以下、 β 相中のSn濃度が1.5wt%以上である。



(a)



(b)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Cu-Zn-Sn系の銅合金であって、この銅合金はSn濃度が0.9wt%以上3.0wt%以下で、 α 相の粒界または α 相と β 相の粒界に γ 相が析出し、この γ 相の面積占有比率は3%以上20%以下で、且つ γ 相中のSn濃度が3.0wt%以上であることを特徴とする銅合金。

【請求項2】 請求項1に記載の銅合金において、前記 β 相の周囲は γ 相で取り囲まれていることを特徴とする銅合金。

【請求項3】 請求項2に記載の銅合金において、前記 α 相中のSn濃度が0.5wt%以上、 β 相中のSn濃度が1.5wt%未満であることを特徴とする銅合金。

【請求項4】 請求項1に記載の銅合金において、前記 α 相中のSn濃度が0.5wt%以上、 β 相中のSn濃度が1.5wt%以上であることを特徴とする銅合金。

【請求項5】 請求項3に記載の銅合金において、前記 α 相の面積占有比率が97%以下40%以上で、 β 相の面積占有比率が0%以上40%以下であることを特徴とする銅合金。

【請求項6】 請求項4に記載の銅合金において、前記 α 相の面積占有比率が97%以下20%以上で、 β 相の面積占有比率が0%以上60%以下であることを特徴とする銅合金。

【請求項7】 請求項1乃至請求項6に記載の銅合金において、Zn当量が3.7wt%以上4.5wt%以下であることを特徴とする銅合金。

【請求項8】 請求項1乃至請求項6に記載の銅合金を材料としたことを特徴とする接水部材。

【請求項9】 請求項8に記載の接水部材において、この接水部材は水栓金具であることを特徴とする接水部材。

【請求項10】 請求項1、請求項3または請求項5に記載の銅合金を製造する方法であって、この方法はCu-Zn-Sn系の銅合金素材に対し、500°C以上550°C以下で30秒以上の熱処理を施し、次いで350°Cまでの冷却速度を0.4°C/秒以下として冷却することを特徴とする銅合金の製造方法。

【請求項11】 請求項1、請求項2または請求項5に記載の銅合金を製造する方法であって、この方法はCu-Zn-Sn系の銅合金素材に対し、400°C以上500°C以下で30秒以上の熱処理を施し、次いで冷却することを特徴とする銅合金の製造方法。

【請求項12】 請求項1、請求項4または請求項6に記載の銅合金を製造する方法であって、この方法はCu-Zn-Sn系の銅合金素材に対し、500°C以上550°C以下で30秒以上の熱処理を施し、次いで350°Cまでの冷却速度を0.4°C/秒以上4°C/秒以下として冷却することを特徴とする銅合金の製造方法。

【請求項13】 請求項1に記載の銅合金を製造する方

法であって、結晶構造が変態する温度域として、 γ 相が析出する第1温度域と、この第1温度域以上の温度域で γ 相が析出しない第2温度域とを有し、前記第2温度域まで加熱した後、前記第1温度域の上限温度から下限温度までの冷却速度を制御することによって、 γ 相の面積占有比率を調整することを特徴とする銅合金の製造方法。

【請求項14】 結晶構造が変態する温度域として、 γ 相が析出する第1温度域と、この第1温度域以上の温度域で γ 相が析出しない第2温度域とを有する銅合金の製造方法において、前記第2温度域まで加熱し、その後前記第1温度域の上限温度から下限温度までの冷却速度を制御することによって、 γ 相の面積占有比率を調整することを特徴とする銅合金の製造方法。

【請求項15】 請求項14に記載の銅合金の製造方法において、前記冷却速度が4°C/秒以下であることを特徴とする銅合金の製造方法。

【請求項16】 請求項14又は15に記載の銅合金において、 γ 相の面積占有比率が3%以上であることを特徴とする銅合金の製造方法。

【請求項17】 請求項14乃至16に記載の銅合金の製造方法において、Cu-Zn-Sn系の銅合金について、前記冷却速度を制御することによって γ 相中のSn濃度を調整することを特徴とする銅合金の製造方法。

【請求項18】 請求項17に記載の銅合金において、 γ 相中のSn濃度が3.0wt%以上であることを特徴とする銅合金の製造方法。

【請求項19】 Cu-Zn-Sn系の銅合金であって、 γ 相の面積占有比率が3%以上である銅合金。

【請求項20】 請求項19に記載の銅合金において、 γ 相の面積占有比率が20%以下であることを特徴とする銅合金。

【請求項21】 請求項19又は20に記載の銅合金において、Sn濃度が0.9wt%以上3.0wt%以下であることを特徴とする銅合金。

【請求項22】 請求項19乃至21に記載の銅合金において、 $\alpha+\gamma$ 2相の結晶構造を有するとともに、 γ 相中のSn濃度が3.0wt%以上であることを特徴とする銅合金。

【請求項23】 請求項19乃至21に記載の銅合金において、 $\alpha+\beta+\gamma$ 3相の結晶構造を有するとともに、 γ 相中のSn濃度が3.0wt%以上であって、 β 相の周囲は γ 相で取り囲まれていることを特徴とする銅合金。

【請求項24】 請求項19乃至21に記載の銅合金において、 $\alpha+\beta+\gamma$ 3相の結晶構造を有するとともに、 β 相中のSn濃度が1.5wt%以上であることを特徴とする銅合金。

【請求項25】 請求項24に記載の銅合金において、 β 相の面積占有比率が35%以下であることを特徴とす

る銅合金。

【請求項26】 請求項24に記載の銅合金において、 β 相の面積占有比率が35%以上40%以下、 β 相中のSn濃度が2.5wt%以上であることを特徴とする銅合金。

【請求項27】 請求項24に記載の銅合金において、 β 相の面積占有比率が40%以上、 β 相中のSn濃度が3.0wt%以上であることを特徴とする銅合金。

【請求項28】 請求項19乃至請求項27に記載の銅合金において、 γ 相の一部又は全部は、高温域からの冷却により β 相が変態したものであることを特徴とする銅合金。

【請求項29】 請求項19乃至請求項28に記載の銅合金において、Zn当量が37wt%以上45wt%以下であることを特徴とする銅合金。

【請求項30】 請求項19乃至請求項29に記載の銅合金を材料としたことを特徴とする接水部材。

【請求項31】 請求項30に記載の接水部材において、この接水部材は水栓金具であることを特徴とする接水部材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明はCu-Zn-Sn系の銅合金、銅合金からなる水栓金具等の接水部材及び銅合金の製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 JISに規定される基本的な銅合金素材として、鍛造用黄銅棒（JIS O-3771）、快削黄銅同棒（JIS C-3604）、ネーバル黄銅棒（JIS C-4641）、高力黄銅棒（JIS O-6782）が知られている。

【0003】 しかしながら製品の多様化によって銅合金に要求される特性も製品特有のものとなり、これに対応すべく種々の提案がなされている。例えば、特公昭61-58540号公報には、Cu-Zn-Sn系の銅合金にPb, Fe, Ni, Sb及びPを添加し、実質的に α 相とした銅合金が開示され、特開平6-108184号公報には、Cu-Zn-Sn系の銅合金にPb, Fe, Ni, Sb及びPを添加した合金素材に対し、熱間で押出または抽伸せしめた後に500~600°Cで30分~3時間熱処理して実質的に α 相とすることが開示されている。

【0004】 銅同合金の結晶組織構造としては、 α 相、 β 相、 γ 相がある。これら各相の特性を図1に示す。 α 相はZn当量を37wt%以下とした場合に現れ、耐食性、延性に優れるが、強度及び切削性において劣る。 β 相はZn当量を37wt%以上とした場合に現れ、加工性はよいが耐食性に極めて劣る。 γ 相はSnを所定量以上添加した場合に現れ耐食性及び強度には優れるが極めて脆弱である。ここで、銅合金の耐食性は主として耐脱

亜鉛腐食性を指す。脱亜鉛腐食性とは、CuとZnのイオン化傾向の違いから、水中には亜鉛が優先的に溶出しやすく、その結果Cuのみが残り、時間の経過とともに強度が低下する現象を言い、Cu-Zn系合金を用いた場合に問題となる。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 上述したように、特公昭61-58540号公報或いは特開平6-108184号公報にあっては、耐食性に極めて劣る β 相や脆弱な γ 相を析出させず、実質的に α 単相として耐脱亜鉛腐食性を高めるようしている。

【0006】 しかしながら、実質的に α 単相とした場合には、切削性等の加工性に劣り、また熱間鍛造用として使用しにくいため、鍛造用の素材として用いることになり、鍛造の場合には歩留りが悪い。

【0007】

【課題を解決するための手段】 従来にあっては、耐脱亜鉛腐食性に劣る β 相、硬く脆弱な γ 相についてはできるだけ析出させないようにしていたが、 β 相にあっては切削性や熱間鍛造性に優れ、また γ 相については硬いために γ 相を起点として切削が進行するという点に着目して本発明をなしたものである。

【0008】 即ち、本発明に係るCu-Zn-Sn系の銅合金は、 α 相の粒界にSn濃度が3.0wt%以上の γ 相を面積占有比率が3%以上20%以下となる割合で析出せしめた。この銅合金は実質的に β 相を含まない。また、本発明に係る他のCu-Zn-Sn系の銅合金は、 α 相と β 相との粒界にSn濃度が3.0wt%以上の γ 相を面積占有比率が3%以上20%以下となる割合で析出せしめた。この銅合金は β 相の廻りを γ 相が取り囲む構成となる。

【0009】 γ 相の面積占有比率を3%以上20%以下とするのは、3%未満では γ 相の析出の効果、つまり耐脱亜鉛腐食性の効果が薄く、逆に20%を超えると素材として脆くなってしまう。

【0010】 また、 α 相中のSn濃度が0.5wt%以上、 β 相中のSn濃度が1.5wt%未満であれば、 α 相の面積占有比率が97%以下40%以上で、 β 相の面積占有比率が0%以上40%以下となり、 α 相中のSn濃度が0.5wt%以上、 β 相中のSn濃度が1.5wt%以上であれば、 α 相の面積占有比率が97%以下20%以上で、 β 相の面積占有比率が0%以上60%以下となる。

【0011】 また、 α 相の粒界間、または α 相と β 相との粒界に γ 相を析出せしめる方法としては、Cu-Zn-Sn系の銅合金素材に対し、500°C以上550°C以下で30秒以上の熱処理を施し、次いで350°Cまでの冷却速度を0.4°C/秒以下として冷却する。

【0012】 また、 α 相の粒界間、または α 相と β 相との粒界に γ 相を析出せしめる他の方法としては、Cu-

Zn-Sn系の銅合金素材に対し、400℃以上500℃以下で30秒以上の熱処理を施し、次いで冷却する。

【0013】また、 α 相の粒界間、または α 相と β 相との粒界に γ 相を析出せしめる更なる他の方法は、Cu-Zn-Sn系の銅合金素材に対し、500℃以上550℃以下で30秒以上の熱処理を施し、次いで350℃までの冷却速度を0.4℃/秒以上4℃/秒以下として冷却する。

【0014】以上の熱処理と冷却速度制御については、すなわち、結晶構造が変態する温度域として、 γ 相が析出する第1温度域と、この第1温度域以上の温度域で γ 相が析出しない第2温度域とを有する銅合金の製造方法において、第2温度域まで加熱し、その後第1温度域の上限温度から下限温度までの冷却速度を制御することによって、 γ 相の面積占有比率を調整することを特徴とし、冷却速度を4℃/秒以下にして第1温度域を冷却中に γ 相を析出させ、好ましくは γ 相の面積占有比率を3%以上にする。

【0015】これをCu-Zn-Sn系の銅合金に適用すると、冷却速度を制御することによって γ 相中のSn濃度調整が可能となり、好ましくは γ 相中のSn濃度を3.0wt%以上にする。

【0016】本発明は、Cu-Zn-Sn系の銅合金において、 γ 相の面積占有比率を3%以上にすることにより、硬質な γ 相より強度が向上するとともに、 γ 相より軟質な α 又は β 相と γ 相の粒界の硬度差により切削性が向上する。ここで、 γ 相は脆く多すぎると延性が低下するため、 γ 相の面積占有比率の上限は20%以下が好ましい。また、Sn濃度は、 γ 相を析出させ易くするため及び耐脱亜鉛腐食性向上のためには0.9wt%以上が必要であり、熱間延性のためには3.0wt%以下が望ましい。

【0017】次に耐脱亜鉛腐食性向上のためには、 α + γ 2相の結晶構造を有するものでは γ 相中のSn濃度が3.0wt%以上、 α + β + γ 3相の結晶構造を有するものでは、 γ 相中のSn濃度が3.0wt%以上であって β 相の周囲は γ 相で取り囲まれていること、又は β 相中のSn濃度が1.5wt%以上であることが必要である。尚、 α + β + γ 3相で β 相の面積占有比率を15%以上にすれば、 β 相も切削性向上に寄与する。

【0018】ここで、 β 相の面積占有比率が35%以上では、 β 相中の平均Sn濃度が1.5wt%以上であっても耐脱亜鉛腐食性が確保できない場合があることを発明者は確認している。

【0019】これは以下のように考えられる。まず、 β 相中の γ 相との粒界近傍では局所的にSn濃度が低い部分が生じ、局所的に脱亜鉛腐食を起こす場合がある。ここで β 相の面積占有比率が35%以上であると、 β 相の結晶粒同士が隔離されにくく、隣り合う β 相を介して脱亜鉛腐食部分が伝搬するのである。

【0020】そこで本発明では、 β 相中の平均Sn濃度を2.5wt%以上にすることによって、局所的にSn濃度が低い γ 相との粒界近傍でもSn濃度を確保して、局所的な脱亜鉛腐食を低減するのである。

【0021】さらに β 相の面積占有比率が40%以上の場合には、脱亜鉛腐食部分がより伝搬しやすいため、 β 相中のSn濃度を3.0wt%以上にすることによって、局所的な脱亜鉛腐食をより低減するのである。

【0022】なお、以上の γ 相の一部又は全部が、高温域からの冷却により β 相が変態したものである場合に、本発明を適用することが好ましい。なぜならば、 β 相から γ 相への変態時には、周囲のSnが γ 相に取り込まれることにより、 γ 相周囲の β 相ではSn濃度が低下しがちであるからである。

【0023】更に、本発明に係る銅合金にあっては、Zn当量が37wt%以上45wt%以下であり、本発明は上記の銅合金からなる接水部材を含む。接水部材としては、例えば給水栓、給湯器、温水洗浄便座等に利用される取付金具、給水管、接続管、バルブ等の部品や配管が挙げられる。

【0024】【発明の実施の形態】図2は種々の組成のCu-Zn-Sn系の試料1~7に対して行った銅合金の組成(特にSn)と耐食性(耐脱亜鉛腐食性)との実験結果を示したものである。

【0025】耐食性は日本寸鋼協会技術標準(JBMA-T-303)による脱亜鉛腐食試験を行い評価した。耐脱亜鉛腐食性の判定基準はJBMA-T-303に示してある基準、即ち、脱亜鉛浸透深さ方向が加工方向と平行な場合には最大脱亜鉛浸透深さ100μm以下を良(○)、また脱亜鉛浸透深さ方向が加工方向と直角な場合には最大脱亜鉛浸透深さ70μm以下を良(○)とした。この図2から、 γ 相の面積占有比率は3.0%以上20%以下であれば、耐食性が向上することが分る。また、熱間での鍛造性についても特に問題はなかった。

【0026】また、図3は γ 相の面積占有比率を3.5%及び5.2%とした本発明に係る銅合金素材と快削黄銅棒(JIS C-3604)、 γ 相の面積占有比率を2.1%とした比較例及び α 相単相の銅合金素材に対

40し、切削試験を行った結果を示すものである。この図3から、本発明に係る銅合金素材の切削抵抗指数は切削性が最も良いとされる快削黄銅棒の90%以上に達し、切削性については良好な特性を有していることが分る。

【0027】一方、図4(a)は図2の試料7の銅合金の結晶構造を示す顕微鏡写真の写し、(b)は(a)に基づいて作成した図、図5(a)は試料4の銅合金の結晶構造を示す顕微鏡写真の写し、(b)は(a)に基づいて作成した図である。図4に示す結晶構造は、 α 相の粒界に γ 相が析出・成長し、 β 相が殆ど消失しており、また図5に示す結晶構造は、 α 相と β 相を含み、 α

相と β 相との粒界に β 相を取り囲むように γ 相が析出していることが分る。

【0028】図6(a)乃至(c)は本発明に係る接水部材の製造方法の工程を示すブロック図であり、同図(a)に示す方法にあっては、Cu-Zn-Sn系の銅合金素材に対し成形を施し、この成形体に対し500℃以上550℃以下で30秒以上の熱処理を施し、次いで350℃までの冷却速度を0.4℃/秒以下として冷却し、この後切削加工、研磨、メツキ組み立てを行う。

【0029】また、同図(b)に示す方法にあっては、Cu-Zn-Sn系の銅合金素材に対し成形を施し、この成形体に対し400℃以上500℃以下で30秒以上の熱処理を施し、次いで冷却した後に切削加工、研磨、メツキ組み立てを行う。この方法と同図(a)に示す方法とは、冷却速度を0.4℃/秒以下にするか否かにおいて異なる。前記したように400℃以上500℃以下で熱処理を行う場合には γ 相は必ず析出するので、冷却速度は任意である。

【0030】更に、同図(c)に示す方法にあっては、Cu-Zn-Sn系の銅合金素材に対し成形を施し、この成形体に対し500℃以上550℃以下で保持時間を30秒以上の熱処理を施し、次いで成形体を350℃までの冷却速度を0.4℃/秒以上4℃/秒以下として冷却し、この後切削加工等を施す。

【0031】また、図7は従来の製造方法の工程を示すブロック図であり、これと前記した本発明方法とを比較すると、本発明に係る方法が従来の鋳造に基づく方法よりも工程数が減少していることが分る。

【0032】図8は、試料3の組成割合のCu-Zn-Sn系の銅合金に対して、熱処理の温度および時間を変化させて熱処理した場合の、析出する γ 相の面積占有比率(%)を示したものであり、この図8から500℃以下では γ 相の面積占有比率(%)を3%以上にするには30秒以上の保持時間が必要であることが分る。また、熱処理温度が550℃になると、保持時間を長くしても γ 相の面積占有比率は増加せず、逆に減少する傾向を示す。したがって、 γ 相の面積占有比率(%)を31%以上にするには熱処理温度を550℃以下とすべきである。

【0033】図9は、試料3の組成割合のCu-Zn-Sn系の銅合金に対して、熱処理後の冷却条件を変化させて析出する γ 相の面積占有比率(%)を示したものであり、この図9から500℃以上では、水冷で3%以上の面積占有比率(%)を得ることは難しく、更に350℃までの冷却速度は遅い方が面積占有比率(%)が多くなり4℃/秒以下とするのが好ましいことが分る。

【0034】次に図10に、 $\alpha+\beta+\gamma$ 3相における β 相の面積占有比率(%)、 β 相中のSn濃度(%)と、耐食性の関係を示す。ここで、耐食性は日本鉄鋼協会技術標準(JBMA T-303)による脱亜鉛腐食試験

に従う加工方向と直角な場合の腐食深さ(μm)を示し、最大脱亜鉛浸透深さが70μm以下を良(○)とした。

【0035】図10からわかるように、 β 相の面積占有比率が35%以下の場合には、 β 相中のSn濃度が1.5wt%以上であれば耐食性は良好であるが、 β 相の面積占有比率が35%以上40%以下の場合に耐食性を良好にするには β 相中のSn濃度が2.5wt%以上必要であり、 β 相の面積占有比率が40%以上の場合には β 相中のSn濃度は3.0wt%以上必要である。

【0036】これは以下のようと考えられる。まず、 β 相中の γ 相との粒界近傍では局所的にSn濃度が低い部分が生じ、局所的に脱亜鉛腐食を起こす場合がある。なぜならば、本実施形態の γ 相は高温域からの冷却により β 相が変態したものであるため、 β 相から γ 相への変態時に周囲のSnを取り込んで、 γ 相周囲の β 相ではSn濃度を低下させるからである。

【0037】ここで β 相の面積占有比率が35%以上であると、 β 相の結晶粒同士が α 相により隔離されにくいため、隣り合う β 相を介して脱亜鉛腐食部分が伝搬する

のであるが、 β 相中の平均Sn濃度を2.5wt%以上にすれば、 γ 相との粒界近傍の β 相中Sn濃度を比較的高いレベルで維持できるため、局所的な脱亜鉛腐食を低減するのである。

【0038】図11乃至図14は、本発明に係る銅合金を適用した各種接水部材の例を示す図である。図11に示す水栓金具は、一次圧のかかる接水耐圧部となる本体に、二次圧側となる接水非耐圧部の継手を介して同じく二次圧側となるスパウトを接続している。図12に示す接水部材は、管材が接続されるエルボー部材に本発明に係る銅合金からなる鍛造品を用いている。図13に示す接水部材は、シャワーを取り付けたホースへの接続金具に本発明に係る銅合金からなる鍛造品を用いている。更に図14に示す接水部材は、管材のジョイント部材として本発明に係る銅合金からなる鍛造品を用いている。

【0039】

【発明の効果】以上に説明した如く本発明に係るCu-Zn-Sn系の銅合金は、 α 相の粒界または α 相と β 相との粒界にSn濃度が3.0wt%以上の γ 相を、面積占有比率が3%以上20%以下となる割合で析出せしめたので、耐脱亜鉛腐食性を大幅に向上させることができる。特に、 β 相が存在する場合であっても β 相の廻りを γ 相が取り囲むため、 β 相が存在しても耐脱亜鉛腐食性が劣ることがない。

【0040】また、 β 相が存在する場合には、それ自体で切削性が向上するが、 β 相がなくても、 γ 相が存在すると、 γ 相は硬いために γ 相を起点として切削が進行するので切削性は向上する。

【0041】一方、本発明方法に係る銅合金の製造方法によれば、冷却速度等をコントロールすることで、 α 相

の粒界間、または α 相と β 相との粒界に γ 相を析出せしめることができる。更に、本発明に係る銅合金からなる接水部材によれば、耐脱亜鉛腐食性に優れ且つ製作容易な接水部材を提供することができる。

【0042】つまり、一般に配管等の接水部材の肉厚としては、水圧等に耐え得る肉厚の他に、耐用年数分の腐食による減少を見込んだ厚みにする必要があるが、本発明に係るCu-Zn-Sn系の銅合金を使用すると、耐脱亜鉛腐食性に優れ、酸性水（次亜塩素酸）に対する耐性もあるため、接水耐圧部材、接水非耐圧部材の肉厚をいずれも薄くしつつ十分な耐久性を発揮することができる。具体的には、給水栓のJIS規格では一次圧のかかる接水耐圧金属部には1.7.5 kg/cm²の耐圧性能が要求されており、これに経時に腐食による肉厚の減少を加味して、従来にあっては100mmの円筒形状の水栓金具部品の最低肉厚を1.0mm～1.5mmとしていたが、本発明に係る銅合金を用いることで、最低肉厚を0.8mm～1.2mmにまで薄肉化が可能になった。

【図面の簡単な説明】

【図1】 α 相、 β 相、 γ 相の特性

【図2】Cu-Zn-Sn系の試料1～7に対して行った銅合金の組成と耐食性との実験結果

【図3】本発明に係る銅合金素材と快削黄銅棒及び α 相

単相の銅合金素材に対し、切削試験を行った結果

【図4】(a)は試料7の銅合金の結晶構造を示す顕微鏡写真の写し、(b)は(a)に基づいて作成した図

【図5】(a)は試料4の銅合金の結晶構造を示す顕微鏡写真の写し、(b)は(a)に基づいて作成した図

【図6】(a)及び(b)は本発明に係る接水部材の製造方法の工程を示すプロツク図

【図7】従来の製造方法の工程を示すプロツク図

【図8】試料3の銅合金についての、熱処理の温度および時間に対する γ 相の面積占有比率の関係

【図9】試料3の銅合金についての、熱処理後の冷却条件に対する γ 相の面積占有比率の関係

【図10】本発明に係る銅合金の β 相の面積占有比率(%)、 β 相中のSn濃度(%)と、耐食性の関係

【図11】本発明に係る銅合金を適用した各種接水部材の例を示す図

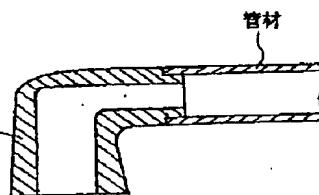
【図12】本発明に係る銅合金を適用した各種接水部材の例を示す図

【図13】本発明に係る銅合金を適用した各種接水部材の例を示す図

【図1】

	耐食性	強度	延性 (韧性)	鍛造性 (熱間)	切削性	備考
α 相	○	△	◎	△	×	Cuによく似た物性を持つ
β 相	×	○	△	◎	◎	Znによく似た物性を持つ
γ 相	◎	◎	×	○	○	Sn添加することにより 製造管理上析出が避けられない ため積極利用していない

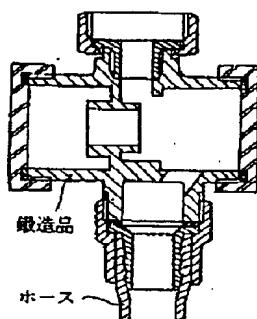
【図12】



【図2】

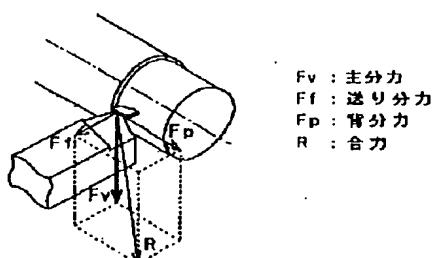
No.	組成 (wt%)								Zn当量 (wt%)	γ 相の面積 占有比率(%)	耐食性		γ 相中のSn 濃度 (wt%)
	Cu	Pb	Fe	Sn	P	Ni	Sb	Zn			JBMA 試験最大脱 重船底食深さ (μm)	判定	
1	61.3	2.0	—	1.0	0.08	0.05	0.03	35.5	39.2	0.4	120	×	11.4
2	60.8	2.4	0.2	1.5	0.10	—	—	35.0	40.0	1.8	100	×	10.5
3	61.3	2.0	—	1.0	0.08	0.05	0.03	35.5	39.2	3.3	50	○	12.3
4	60.8	2.4	0.2	1.5	0.10	—	—	35.0	40.0	4.2	37	○	11.8
5	60.8	2.4	0.2	1.5	0.10	—	—	35.0	40.0	9.9	20	○	6.5
6	58.0	2.4	0.3	3.0	0.05	—	—	36.3	45.0	20.0	10	○	3.1
7	62.9	1.5	—	0.9	0.05	0.05	0.03	34.2	37.3	3.0	55	○	15.6

【図13】



【図 3】

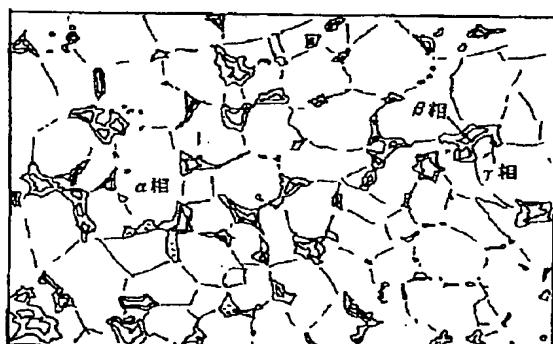
試 料 γ相の面積 占有比率	切削速度	切削抵抗 (単位: N)			切削抵抗指標 C3604 の主分力 × 100 各試料の主分力
		主分力	送り分力	背分力	
2.1 %	100mm/min.	30.69	0.56	0.39	89.5
	400	30.64	0.54	0.35	84.3
3.5 %	100	28.14	0.46	0.29	91.1
	400	27.25	0.42	0.28	94.8
5.2 %	100	28.28	0.48	0.28	90.6
	400	27.57	0.44	0.25	93.7
比較試料 快削黄銅棒 (C3604)	100	25.63	0.31	0.23	100
	400	25.83	0.32	0.23	
α単相 (Cu/Zn: 66/33)	100	72.81	0.98	0.55	35.2
	400	70.57	0.99	0.55	36.6



【図 5】

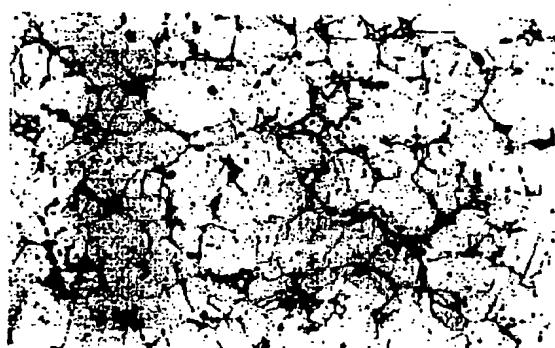


(a)

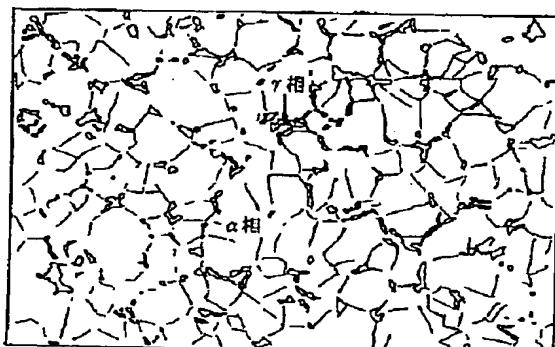


(b)

【図 4】

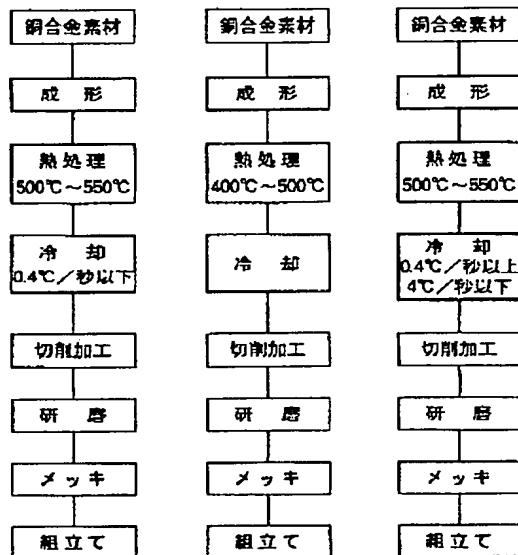


(a)



(b)

【図 6】

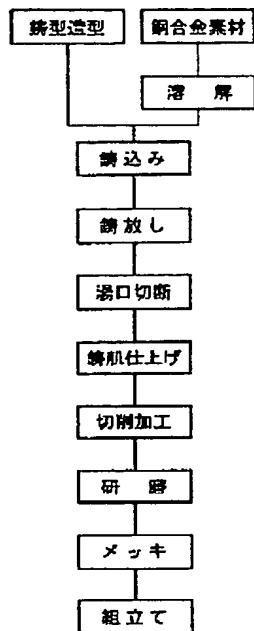


(a)

(b)

(c)

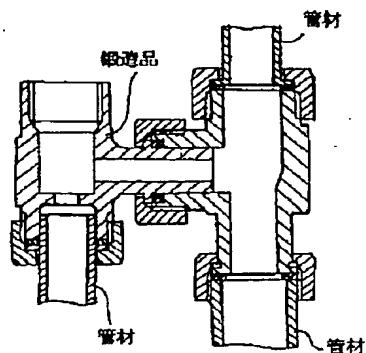
【図 7】



【図 8】

熱処理		γ相の面積占有比率 (%)	γ相中の Sn 濃度 (wt%)
温度(℃)	時間		
400℃	30秒	8	10.7
	1分	12	5.9
	15分	15	5.1
	60分	20	3.0
425℃	30秒	10	6.8
	1分	12	5.7
	15分	15	4.9
	60分	20	3.1
450℃	30秒	10	6.7
	1分	12	5.8
	15分	15	4.9
	60分	15	5.0
475℃	30秒	8	10.3
	1分	8	10.5
	15分	8	11.3
	60分	10	7.0
500℃	30秒	3	12.2
	1分	3	12.4
	15分	3	12.3
	60分	5	13.0
550℃	30秒	2	13.1
	1分	2	12.8
	15分	2	13.0
	60分	1	10.5

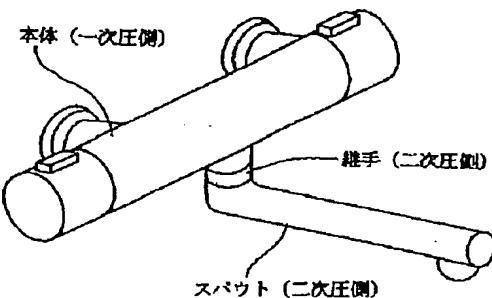
【図 14】



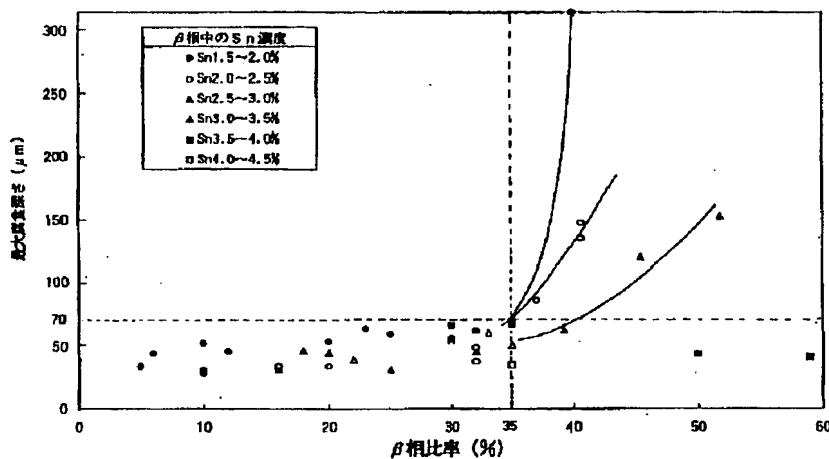
【図 9】

熱処理		冷却条件		
温度(℃)	時間	γ相の面積占有比率(%) / γ相中の Sn 濃度(wt%)		
		水冷	350℃までの冷却速度 4℃/sec	350℃までの冷却速度 0.4℃/sec
500℃	30秒	3% / 12.2wt%	5% / 7.7wt%	6% / 10.6wt%
	1分	3% / 12.4wt%	5% / 8.5wt%	6% / 10.2wt%
	15分	3% / 12.3wt%	4% / 8.8wt%	6% / 11.5wt%
	60分	5% / 13.0wt%	6% / 7.7wt%	6% / 11.7wt%
525℃	30秒	3% / 12.2wt%	5% / 3.1wt%	6% / 10.4wt%
	1分	3% / 12.4wt%	4% / 7.4wt%	6% / 11.5wt%
	15分	3% / 12.2wt%	4% / 7.7wt%	5% / 11.8wt%
	60分	2% / 13.5wt%	3% / 10.1wt%	4% / 12.4wt%
550℃	30秒	2% / 13.1wt%	4% / 5.2wt%	6% / 11.4wt%
	1分	2% / 12.8wt%	4% / 5.4wt%	5% / 11.5wt%
	15分	2% / 13.0wt%	3% / 12.6wt%	5% / 12.0wt%
	60分	1% / 10.5wt%	3% / 10.2wt%	4% / 12.3wt%

【図 11】



【図 10】

腐食深さ、β相比率及びβ相中のSn濃度の関係 ($\alpha + \beta + \gamma$ 3相)

フロントページの続き

(51) Int. Cl. ⁶	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
	640		640	A
	681		681	
	682		682	
	691		691	B
	691		691	C
	692		692	A
			692	B

(72)発明者 濱崎 正直

福岡県北九州市小倉北区中島2丁目1番1

号 東陶機器株式会社内

(72)発明者 内田 亨

福岡県北九州市小倉北区中島2丁目1番1

号 東陶機器株式会社内